

DOI: 10.18721/JEST.25408
УДК 539.4, 621.438

А.С. Семенов¹, Л.Б. Гецов²

1 – Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

2 – ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова», Санкт-Петербург, Россия

ЭКСТРАПОЛЯЦИОННЫЕ МЕТОДЫ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ТЕРМОУСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

На основе использования четырехчленного деформационного критерия термоусталостной прочности предложен экстраполяционный метод прогнозирования долговечности жаропрочных монокристаллических сплавов при термоциклическом нагружении для диапазона температур, расширенного по сравнению с экспериментальным в область более низких температур. Проведена верификация предложенного подхода по результатам отдельных испытаний жаропрочных монокристаллических сплавов на никелевой основе ЖС32, ЖС36 и ВЖМ4-ВИ при различных максимальных и минимальных температурах цикла, при наличии и отсутствии выдержек для плоских корсетных образцов различных кристаллографических ориентаций. Показано, что ошибка в определении числа термических циклов до образования магистральных трещин не превышает один порядок, в то время как использование получившей широкое распространение на практике формулы универсального наклона Мэнсона может превышать два-три порядка.

Ключевые слова: термическая усталость, кривая долговечности, монокристаллические жаропрочные сплавы, пластичность, эксперимент, моделирование

Ссылка при цитировании:

Семенов А.С., Гецов Л.Б. Экстраполяционные методы прогнозирования термоусталостной долговечности монокристаллических сплавов // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. Т. 25, № 4. С. 94–106. DOI: 10.18721/JEST.25408

Эта статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

A.S. Semenov¹, L.B. Getsov²

1 – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia

2 – JSC NPO CKTI, St. Petersburg, Russia

EXTRAPOLATION METHODS FOR PREDICTING THERMAL FATIGUE LIFE OF SINGLE CRYSTAL SUPERALLOYS

An extrapolation method for predicting thermal fatigue durability of single-crystal superalloys at temperatures lower than experimental ones is proposed based on the four-term deformation criterion of thermal fatigue failure. Verification of the proposed approach by results of separate tests of ZHS32, ZHS36 and VZHM4 alloys is carried out on plane corset specimens of different crystallographic orientations. It is shown that the error in determining the number of cycles for macrocrack initiation does not exceed one order of magnitude, while calculation by Manson's formula of universal slopes that is widely used in practice can yield errors over two or three orders of magnitude.

Keywords: thermal fatigue, durability curve, single-crystal superalloys, plasticity, experiment, modeling

Citation:

A.S. Semenov, L.B. Getsov, Extrapolation methods for predicting thermal fatigue life of single crystal superalloys, St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 25 (04) (2019) 94–106. DOI: 10.18721/JEST.25408

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение. Для изготовления рабочих и направляющих лопаток современных газотурбинных двигателей (ГТД) в последнее время получили широкое распространение жаропрочные монокристаллические сплавы на никелевой основе [1], применение которых позволяет увеличить рабочие температуры, эффективность, надежность и экологичность ГТД.

Термическая усталость [2,3] является одной из основных причин разрушения монокристаллических охлаждаемых лопаток авиационных ГТД [4]. Оценка термоусталостной долговечности монокристаллических лопаток требует решения нелинейных нестационарных краевых задач [5–9] с использованием уточненных моделей неупругого деформирования [10–14] при сложном циклическом нагружении и применением адекватных критериев термоусталостного разрушения анизотропных материалов. Отличительными особенностями жаропрочных монокристаллических материалов являются ярко выраженная анизотропия механических свойств и специфика механизмов процессов неупругого деформирования и разрушения, связанная с наличием систем скольжения. Проблема определения термоусталостной долговечности для анизотропных материалов в настоящее время не получила окончательного решения и требует дальнейших экспериментальных и теоретических исследований. Предварительные экспериментальные исследования термоусталостного разрушения указывают на необходимость разработки специальных критериев зарождения и распространения трещин в монокристаллах [15, 16].

В связи с тем, что экспериментально определить сопротивление термической усталости

монокристаллических сплавов при сравнительно низких температурах (меньше 800–850 °С) практически невозможно (число циклов до разрушения составляет сотни тысяч и, следовательно, время испытаний до разрушения образца достигает в некоторых условиях несколько лет), возникает вопрос о разработке теоретически и экспериментально обоснованного подхода для проведения ускоренных испытаний монокристаллических материалов на термическую усталость путем вариации температурного режима нагружения.

В связи с этим для определения запасов прочности при термоциклическом нагружении элементов деталей из жаропрочных сплавов, работающих в таких условиях, обычно используют широко известную формулу универсального наклона Мэнсона [4]

$$\Delta\varepsilon = \frac{3,5(\sigma_b - \sigma_m)}{E} N^{-0,12} + \varepsilon_r N^{-0,6}, \quad (1)$$

где σ_b – предел прочности, σ_m – среднее напряжение в цикле (в лопатке это напряжение от центробежных сил), N – число циклов до разрушения, ε_r – деформация при разрушении.

Анализ структуры формулы (1) показывает, что она характеризуется неучетом таких факторов, характерных для условий эксплуатации лопаток ГТД, как влияние *односторонне накопленных пластических деформаций* (рэтчетинга) на долговечность при термической усталости; влияние *деформаций ползучести* при описании процессов термической усталости; *непропорциональность путей нагружения* наиболее напряженных элементов лопаток при термоциклическом воздействии; влияние *периода цикла* на число циклов до образования макротрещин.

Ошибка в определении числа циклов до разрушения при использовании формулы (1) может достигать нескольких порядков [4, 16, 17]. Таким образом, такие оценки не могут быть использованы при определении запасов прочности ответственных деталей. Поэтому решение задачи по созданию нового метода расчетного определения долговечности деталей из монокристаллических материалов, работающих в условиях термоциклического нагружения, свободного от недостатков формулы Мэнсона (1), имеет повышенную актуальность.

Целью данного исследования является разработка нового метода расчетного определения термоциклической прочности лопаток ГТД из монокристаллических сплавов и его верификация.

Методы исследования

Предлагаемый к широкому использованию экстраполяционный метод прогнозирования термоусталостной долговечности основан на использовании четырехчленного деформационного критерия разрушения [16–18]:

$$D = D_1(\Delta\varepsilon_{eq}^p) + D_2(\Delta\varepsilon_{eq}^c) + D_3(\varepsilon_{eq}^p) + D_4(\varepsilon_{eq}^c) = 1, \quad (2)$$

который в первом приближении использует принцип линейного суммирования повреждений, вызванных четырьмя различными факторами:

- изменением пластической деформации в пределах цикла

$$D_1 = \sum_{i=1}^N \frac{(\Delta\varepsilon_{eq_i}^p)^k}{C_1(T_i)}; \quad (3)$$

- изменением деформации ползучести в пределах цикла

$$D_2 = \sum_{i=1}^N \frac{(\Delta\varepsilon_{eq_i}^c)^m}{C_2(T_i)}; \quad (4)$$

- односторонне накопленной пластической деформацией

$$D_3 = \max_{0 \leq t \leq t_{\max}} \frac{\varepsilon_{eq}^p}{\varepsilon_r^p(T)}; \quad (5)$$

- односторонне накопленной деформацией ползучести

$$D_4 = \max_{0 \leq t \leq t_{\max}} \frac{\varepsilon_{eq}^c}{\varepsilon_r^c(T)}, \quad (6)$$

где $C_1, C_2, k, m, \varepsilon_r^p, \varepsilon_r^c$ – параметры материала, зависящие от температуры и кристаллографической ориентации (КГО). В первом приближении обычно принимают соотношения $k = 2$,

$$m = \frac{5}{4}, \quad C_1 = (\varepsilon_r^p)^k, \quad C_2 = \left(\frac{3}{4}\varepsilon_r^c\right)^m.$$

В этом критерии, аналогично принятому в теории приспособляемости, рассматриваются повреждения от знакопеременного течения (связанные с петлями гистерезиса при упруго-пластическом деформировании и циклической ползучести) и повреждения от прогрессирующего деформирования – односторонне накапливаемых пластических деформаций и ползучести (связанные с рэтчетингом).

Многолетними исследованиями было показано, что использование критерия (2) для определения числа циклов до образования магистральной трещины в образцах и деталях из поликристаллических и монокристаллических сплавов дает минимальное отличие при сопоставлении с экспериментальными данными (рис. 1).

Для поликристаллических материалов в качестве эквивалентной меры деформаций ε_{eq} в уравнениях (2)–(6) может использоваться интенсивность деформаций по Мизесу:

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{9}[(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2] + \frac{1}{3}(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2)}. \quad (7)$$

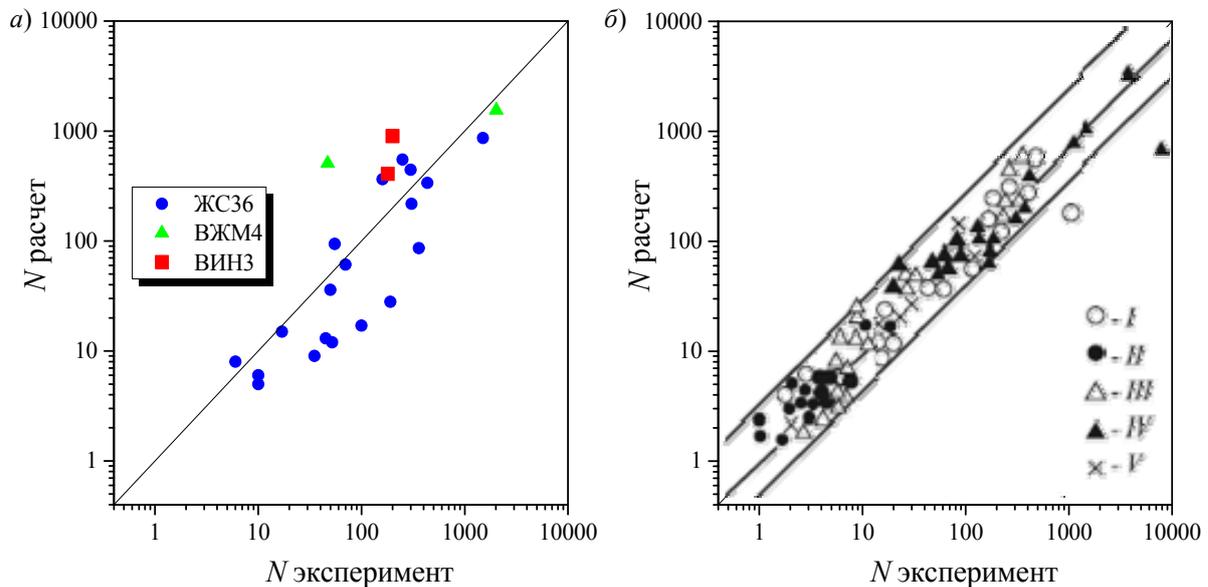


Рис. 1. Сопоставление расчетного числа циклов до образования магистральной трещины с использованием критерия (2) и результатами экспериментов для монокристаллических (а) и различных поликристаллических сплавов (б)

Fig. 1. Comparison of predictions by the criterion (2) and experimental results for the number of cycles for the macrocrack initiation for a) single-crystal and б) polycrystalline alloys

Для монокристаллических материалов в качестве эквивалентной меры деформаций ε_{eq} предлагается использовать выражение для максимальной (среди всех систем скольжения) сдвиговой деформации, непосредственно учитывающее кристаллографическую ориентацию

$$\varepsilon_{eq} = \max_{\alpha} \mathbf{n}_{\{111\}}^{\alpha} \cdot \boldsymbol{\varepsilon} \cdot \mathbf{l}_{\langle 011 \rangle}^{\alpha}, \quad (8)$$

где $\mathbf{n}_{\{111\}}^{\alpha}$ — нормаль к одной из четырех плоскостей скольжения вида $\{111\}$ в октаэдрической системе скольжения; $\mathbf{l}_{\langle 011 \rangle}^{\alpha}$ — одно из трех направлений скольжения $\langle 011 \rangle$ в плоскости скольжения $\{111\}$, $\alpha = 1, \dots, N$.

Ранее в [16] было показано, что при использовании эквивалентной деформации (8) критерий (2) позволяет обеспечивать прогнозирование условий зарождения магистральной трещины в образцах из монокристаллических сплавов со средней погрешностью, не превосходящей 50% (см. рис. 1, а).

Критерий (2) предполагает расчет деформаций пластичности и ползучести. При вы-

числении тензоров неупругой деформации в рамках микромеханической (континуально дислокационной, физической, кристаллографической) модели деформирования монокристаллических материалов предполагается, что неупругое деформирование осуществляется как результат возможного скольжения в N системах скольжения (то есть определяется геометрией кристаллической решетки) и используется выражение суммирования вкладов от каждой активной системы скольжения:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \sum_{\alpha=1}^N \dot{\gamma}^{\alpha} \left(\mathbf{n}_{\{111\}}^{\alpha} \otimes \mathbf{l}_{\langle 011 \rangle}^{\alpha} \right)^S. \quad (9)$$

Для рассматриваемого случая монокристаллов с кубической гранцентрированной решеткой при учете только октаэдрических систем скольжения $N = 12$. Сдвиговая деформация $\dot{\gamma}^{\alpha}$ при вычислении пластических деформаций определяется из условия принадлежности α -поверхности нагружения

$$\left| \boldsymbol{\sigma} \cdot \left(\mathbf{n}_{\{111\}}^{\alpha} \otimes \mathbf{l}_{\langle 011 \rangle}^{\alpha} \right)^S - X^{\alpha} \right| - R^{\alpha} = 0.$$

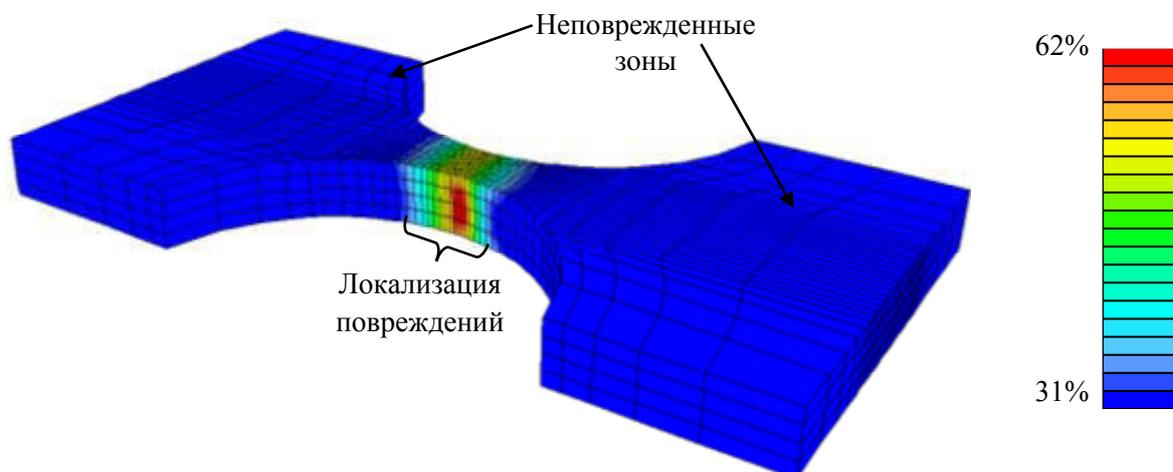


Рис. 2. Поле распределения повреждений после 1-го цикла для образца 5-1 с ориентацией $\langle 001 \rangle$
 Fig. 2. Damage field distribution after the 1st cycle for sample 5-1 with orientation $\langle 001 \rangle$

Типичное распределение полей термоусталостных повреждений, рассчитанное в соответствии деформационным критерием (2), в корсетном образце из монокристаллического сплава ЖС36 с ориентацией $[001]$ после первого термического цикла ($20\text{ }^\circ\text{C} \rightarrow T_{\max} = 900\text{ }^\circ\text{C} \rightarrow T_{\min} = 150\text{ }^\circ\text{C}$) представлено на рис. 2. Наблюдается локализация повреждений в рабочей (центральной) части корсетного образца, приводящая к образованию макротрещин.

Для верификации предложенного метода проводились уникальные испытания монокристаллических сплавов [15, 16] на созданной в НПО ЦКТИ установке [4, 24]. Микроструктура зоны разрушения одного из образцов приведена на рис. 3.

Результаты исследования

Для решения поставленной задачи использовался критерий (2), а при решении нелинейных краевых задач определения напряженно-деформированного состояния образца или детали при заданных в различных фазах цикла температурных полях – метод конечных элементов (КЭ). Следует отметить, что современные универсальные коммерческие КЭ программные комплексы, такие как ANSYS, ABAQUS, не обладают возможностью получения решения с использованием микромехани-

ческих (физических) моделей неупругого деформирования монокристаллических материалов, которые реализованы, например, в отечественном КЭ программном комплексе PANTOCRATOR [19], использованном при проведении исследований в данной работе. Деформационные параметры критерия (2) рассчитываются с использованием соответствующих моделей вязкоупругого, упругопластического и вязкоупругопластического деформирования [10–14, 16, 20–22].

Верификация метода проводилась применительно к плоским корсетным образцам из монокристаллических сплавов ЖС36 и ВЖМ4-ВИ [23], испытанным по методике ЦКТИ [4, 6, 24].

Рассмотрим результаты ряда вычислительных экспериментов для различных режимов термоциклирования корсетных образцов из монокристаллического сплава ВЖМ4-ВИ. В качестве граничных условий рассматривалось закрепление дискретных моделей на двух противоположных торцевых плоскостях в направлении нормали, ориентированной вдоль оси образца. Кроме этого, фиксировались перемещения в дискретном наборе точек для исключения твердотельных движений. Нагружение осуществлялось путем задания нестационарных неоднородных полей температур, определявшихся экспериментально.

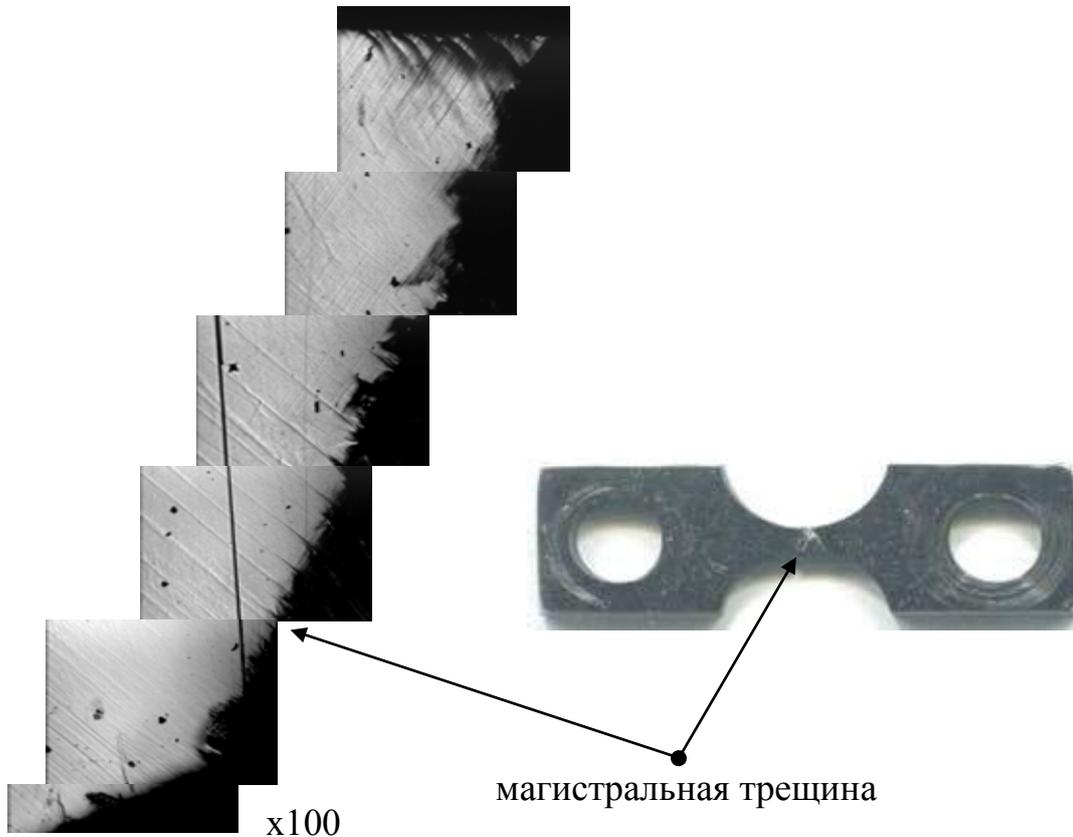


Рис. 3. Микроструктура зоны разрушения образца кристаллографической ориентации $\langle 001 \rangle$ из монокристаллического сплава после разрушения через 1218 циклов в испытании на термическую усталость по режиму $150 \leftrightarrow 900 \text{ }^\circ\text{C}$.

Fig. 3. Microstructure of fracture zone of single crystal sample with orientation $\langle 001 \rangle$ after 1218 cycles under thermal cycling $150 \leftrightarrow 900 \text{ }^\circ\text{C}$.

Было проведено 2 серии расчетов: с постоянными T_{\max} и варьируемыми T_{\min} и с постоянными T_{\min} и варьируемыми T_{\max} .

При проведении КЭ расчетов для режимов нагружения без выдержек деформации ползучести не учитывались (в рассматриваемом диапазоне температур и длительностей нагружения), поэтому критерий (2) упростился до выражения

$$D = \sum_{i=1}^N \left(\frac{\varepsilon_{eq_i}^p}{\varepsilon_r^p(T)} \right)^k + \max_{0 \leq t \leq t_{\max}} \frac{\varepsilon_{eq}^p}{\varepsilon_r^p(T)} = 1. \quad (10)$$

Для удобства графического представления результатов расчетов был предложен «приведенный единый эквивалентный размах пла-

стических деформаций $\Delta \bar{\varepsilon}_{eq}^p$ (синяя линия на рис. 4), одновременно учитывающий, как приращение циклических, так и односторонне накопленных необратимых деформаций в цикле, вычисляемый по формуле

$$\Delta \bar{\varepsilon}_{eq}^p = \sqrt{\left(\Delta \varepsilon_{eq}^p \right)_{\text{цикл}}^2 + \varepsilon_r^p(T) \left(\Delta \varepsilon_{eq}^p \right)_{\text{рэтчинг}}}. \quad (11)$$

На основе анализа полученных КЭ результатов с использованием критерия (2) была получена кривая термоусталостной долговечности для корсетного образца из монокристаллического сплава ВЖМ4-ВИ с КГО [001] в двойных логарифмических координатах (см. рис. 4) при фиксированной максимальной

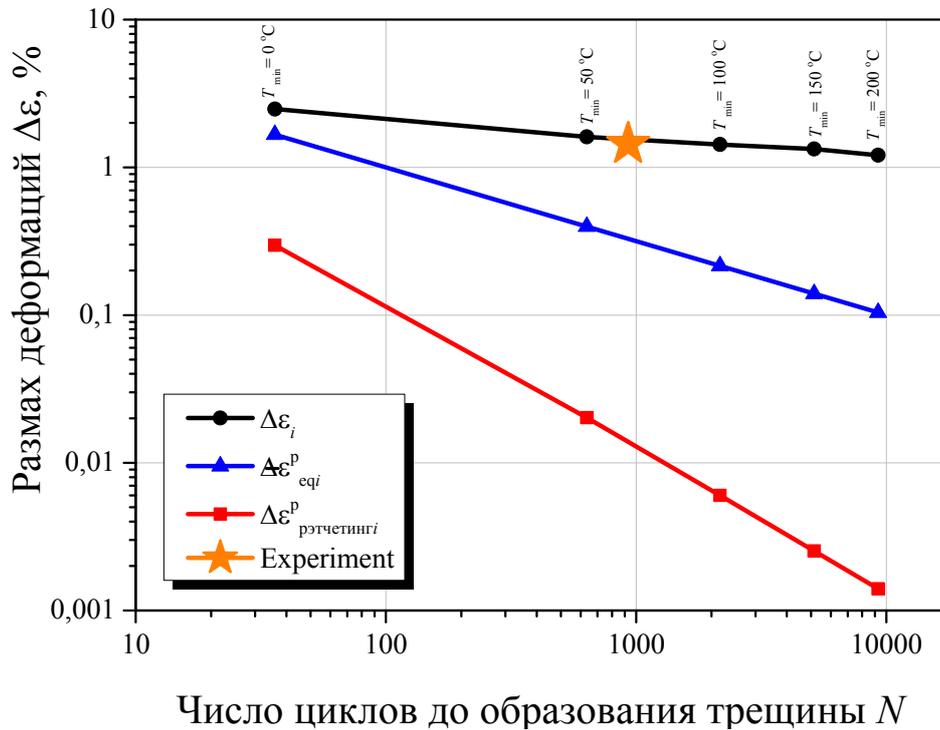


Рис. 4. Расчетная диаграмма усталостной долговечности в двойных логарифмических координатах для корсетного образца из ВЖМ4-ВИ [001] при режимах нагружения с фиксированной $T_{max} = 850$ °C и варьируемых $T_{min} = 0 \div 200$ °C

Fig. 4. Fatigue life diagram in double logographic coordinates for a corset specimen from VZhM4-VI [001] under loading conditions with a fixed $T_{max} = 850$ °C and variable $T_{min} = 0 \div 200$ °C.

температуре $T_{max} = 850$ °C и варьируемой минимальной температуре $T_{min} = 0 \div 200$ °C. При построении кривой использовались значения предельных пластических деформаций $\delta = \epsilon_r^p = C_1^2 = 13,5$ % при 850 °C, полученные на основе линейной интерполяции из паспортных данных по материалу ВЖМ4-ВИ с КГО [001]. Использованием в критерии константы $\epsilon_r^p = C_1^2 = 6$ % удается добиться наилучшего соответствия экспериментальным данным, соответствующим режиму нагружения $T = 850 \div 100$ °C с экспериментальным значением числа циклов до образования макротрещины $N = 909$.

Установлено, что расчетная кривая термоусталостной долговечности для корсетного образца из сплава ВЖМ4 при $T_{max} = 850$ °C и варьируемой $T_{min} = 0 \div 200$ °C в двойных логарифмических координатах имеет вид близкий к прямолинейному (см. рис. 4), что позволяет опреде-

лять расчетные числа циклов за пределами экспериментальных значений долговечности.

Рассмотрим режимы нагружения при фиксированной минимальной температуре $T_{min} = 100$ °C и варьируемой максимальной температуре $T_{max} = 600 \div 950$ °C. Всего было решено 8 нестационарных краевых задач. Полученные гистерезисные кривые для точки образца на боковой поверхности центрального сечения (с максимальным размахом пластической деформации) показаны на рис. 5.

Следует отметить, что для режимов с $T_{max} = 800, 850, 900$ °C имеют место петли пластического гистерезиса, а при $T_{max} = 600, 650, 700$ и 750 °C наблюдается только одностороннее накопление пластических деформаций при минимальных температурах цикла без образования петель гистерезиса (разгрузка от T_{max} до T_{min} происходит упруго).

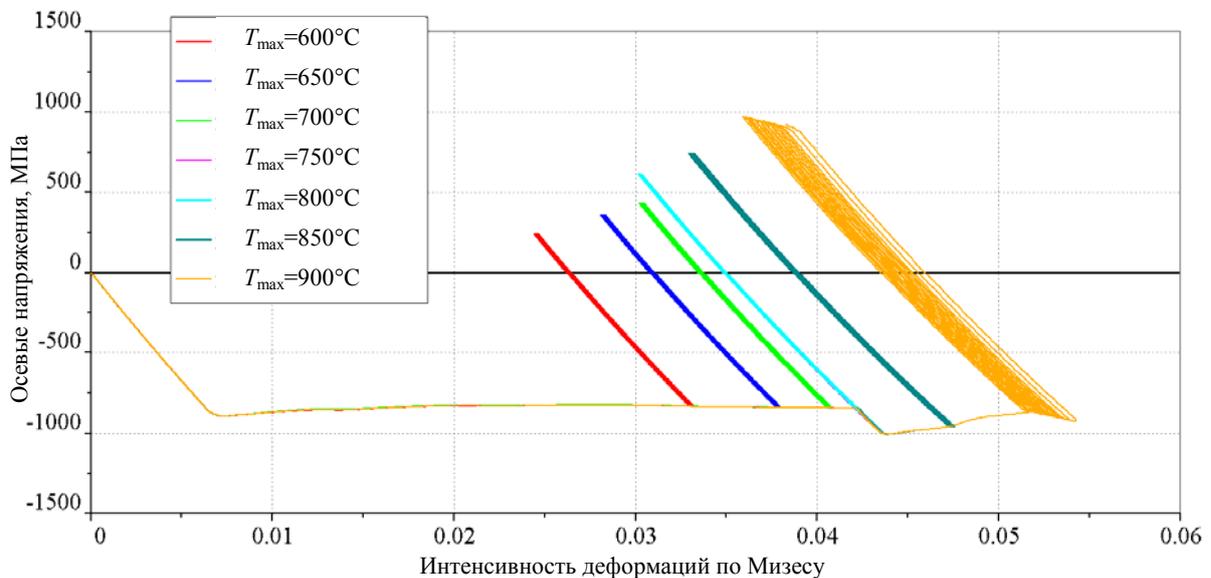


Рис. 5. Кривые деформирования (10 первых циклов) для центральной точки корсетного образца (с максимальной интенсивностью пластических деформаций) из сплава ВЖМ4-ВИ для режимов нагружения с фиксированной $T_{\min} = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ и варьируемых $T_{\max} = 600\div 900\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 5. Cyclic deformation curves (first 10 cycles) for the central point (with the maximum intensity of plastic strains) of the corset sample from VZhM4-VI alloy for loading with a fixed $T_{\min} = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ and variable $T_{\max} = 600\div 900\text{ }^{\circ}\text{C}$

На основе анализа полученных результатов с использованием деформационного критерия (2) была получена кривая термоусталостной долговечности в двойных логарифмических координатах для корсетного образца из монокристаллического сплава ВЖМ4-ВИ с КГО [001] (см. рис. 6) при фиксированной минимальной температуре $T_{\min} = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ и варьируемой максимальной температуре $T_{\max} = 600\div 950\text{ }^{\circ}\text{C}$. Получено хорошее соответствие кривой с экспериментальной точкой, соответствующей режиму нагружения $T = 850\div 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($N = 909$). Второй образец, испытанный по режиму нагружения $T = 700\div 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ был снят неразрушенным после $N = 12000$, что также демонстрирует хорошую корреляцию с результатами расчета. Расчетные кривые термоусталостной долговечности для корсетного образца из монокристаллического сплава ВЖМ4-ВИ с КГО [001] при фиксированной минимальной температуре $T_{\min} = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ и варьируемой максимальной температуре $T_{\max} = 600\div 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в двойных логарифмических

координатах имеют вид также близкий к прямолинейному.

Обсуждение результатов

Расчетные кривые долговечности для двух исследуемых сценариев термоциклического нагружения с постоянной T_{\max} и варьируемыми T_{\min} и с постоянной T_{\min} и варьируемыми T_{\max} продемонстрировали незначительные отличия (рис. 7).

При расчете долговечности рассматривались два варианта задания константы материала ε_r^p : (i) из опытов на одноосное растяжение и (ii) из опытов на термическую усталость. Следует отметить, что второй подход для расчетного определения чисел циклов до зарождения макротрещин, основанный на использовании ε_r^p , определяемой непосредственно из опытов на термическую усталость, является более предпочтительным в случаях, когда количество результативных испытаний на термоусталость в рассматриваемых диапазонах температур, является статистически достаточным.

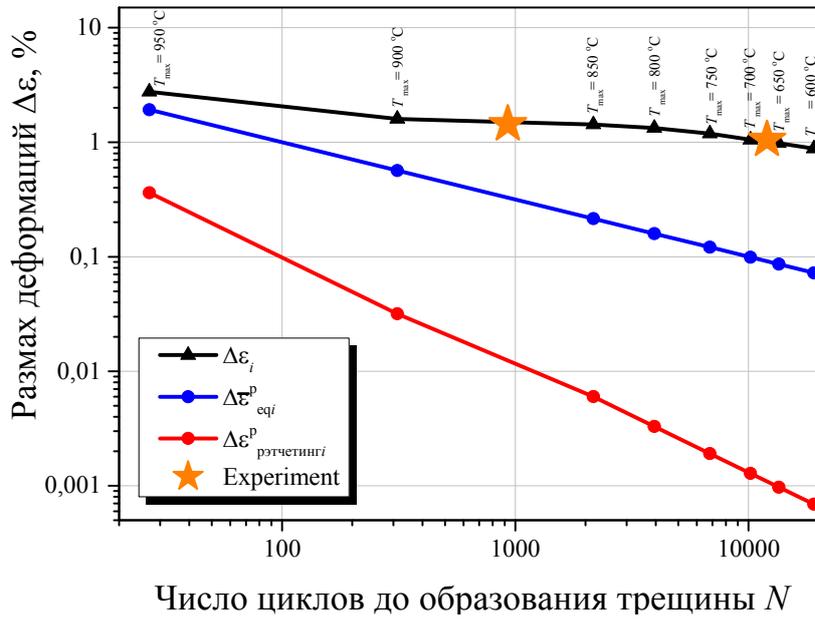


Рис. 6. Расчетная диаграмма усталостной долговечности в двойных логарифмических координатах для корсетного образца из для ВЖМ4-ВИ [001] при режимах нагружения с фиксированной $T_{min} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$ и варьируемых $T_{max} = 600 \div 950 \text{ }^\circ\text{C}$

Fig. 6. Fatigue life diagram in double logographic for a corset specimen from VZhM4-VI [001] under loading conditions with a fixed $T_{min} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$ and variable $T_{max} = 600 \div 950 \text{ }^\circ\text{C}$

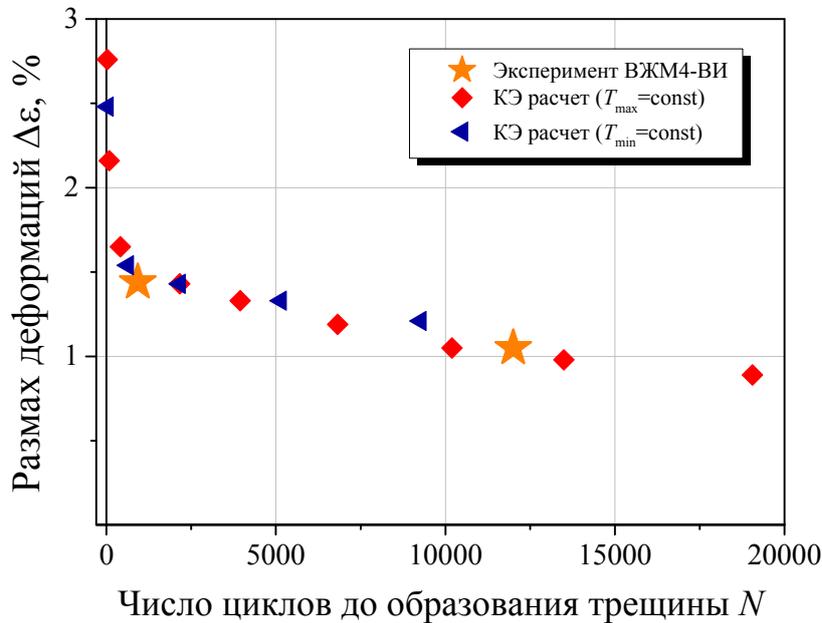


Рис. 7. Усталостная долговечность корсетных образцов из сплава ВЖМ4-ВИ [001] при режимах нагружения: $600 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $650 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $700 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $750 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $800 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $850 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $900 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $950 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $850 \div 0 \text{ }^\circ\text{C}$, $850 \div 50 \text{ }^\circ\text{C}$, $850 \div 150 \text{ }^\circ\text{C}$, $850 \div 200 \text{ }^\circ\text{C}$

Fig. 7. Fatigue life of corset samples from VZHM4-VI [001] alloy under loading conditions: $600 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $650 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $700 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $750 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $800 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $850 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $900 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $950 \div 100 \text{ }^\circ\text{C}$, $850 \div 0 \text{ }^\circ\text{C}$, $850 \div 50 \text{ }^\circ\text{C}$, $850 \div 150 \text{ }^\circ\text{C}$, $850 \div 200 \text{ }^\circ\text{C}$

Результаты микроструктурного и фрактнографического анализа показали, что для рассматриваемых сплавов при изменении условий термоциклирования ($T_{\max} = 750 \div 900$ °С) на более *низкие* температуры ($T_{\max} = 600 \div 700$ °С) не наблюдаются фазовые переходы и изменения механизмов накопления термоусталостных повреждений. Поэтому в расширенном в сторону *понижения* температуры диапазоне термического воздействия может быть использован критерий термоусталостной долговечности (2). Однако к изменению условий термоциклирования в сторону *повышения* температуры следует относиться с осторожностью, поскольку при более высоких температурах возможна смена механизмов накопления повреждений и микроструктурные превращения (например, рафтинг [1, 4]).

Заключение

Разработан метод прогнозирования долговечности жаропрочных монокристаллических сплавов на никелевой основе при термоциклическом нагружении для диапазона температур,

расширенного по сравнению с экспериментальным в область более низких температур. На основе использования четырехчленного деформационного критерия термоусталостной прочности получены кривые термоусталостной долговечности для сплава ВЖМ4-ВИ. Представлены результаты верификации деформационного критерия на основе испытаний жаропрочных монокристаллических сплавов ЖС32, ЖС36 и ВЖМ4-ВИ для корсетных образцов различных кристаллографических ориентаций. В целях повышения точности прогноза для расчета кривых циклического деформирования использованы микромеханические модели неупругого деформирования монокристаллов при проведении конечно-элементного анализа напряженно-деформированного состояния монокристаллических корсетных образцов. Предложены методы идентификации параметров деформационного критерия термоусталостной прочности.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 19-08-01252.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толораия В.Н., Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 333 с.
- [2] Коффин Л.Ф. О термической усталости сталей // Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях / под ред. Л.Б. Гецова, М.Г. Таубиной. Л.: Энергоиздат, 1960, 288 с.
- [3] Дульнев Р.А., Котов П.И. Термическая усталость металлов. М: Машиностроение, 1980. 199 с.
- [4] Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. В двух книгах. Рыбинск: Изд. дом Газотурбинные технологии, 2010, 605 с.; 2011. 493 с.
- [5] Михайлов В.Е., Кривоносова В.В., Ножницкий Ю.А. [и др.]. Расчетное определение ресурса рабочих и направляющих лопаток ГТУ. Ч. 2. Монокристаллические материалы // Газотурбинные технологии. 2011. № 8. С. 18–25.
- [6] Семенов А.С., Грищенко А.И., Колотников М.Е., Гецов Л.Б. Конечно-элементный анализ термоциклической прочности лопаток газовых турбин. Сообщение 2 // Вестник УГАТУ, 2019. Т. 23, № 2 (84). С. 61–74.
- [7] Бессчетнов В.А., Грищенко А.И., Семенов С.Г. [и др.]. Методика определения длительной прочности охлаждаемых лопаток из монокристаллических жаропрочных сплавов // Теплоэнергетика. 2017. № 4. С. 48–56.
- [8] Магеррамова Л.А., Васильев Б.Е. Влияние азимутальной ориентации в монокристаллических лопатках высокотемпературных газовых турбин на их напряженно-деформированное состояние и прочность // Вестник УГАТУ. 2011. Т. 15, № 4 (44). С. 54–58.
- [9] Vasilyev B., Selivanov A. Numerical method of single-crystal turbine blade static strength estimation taking into account plasticity and creep effects // Materials Physics and Mechanics. 2019. № 4 (42). С. 311–322.

- [10] **Cailletaud G.** A micromechanical approach to inelastic behaviour of metals // *International Journal of Plasticity*. 1991. Vol. 8. P. 55–73.
- [11] **Nouailhas D., Freed A.D.** A viscoplastic theory for anisotropic materials // *J. Eng. Mater. Technol.* 1992. Vol. 114, no. 1. P. 97–104.
- [12] **Семенов А.С.** Идентификация параметров анизотропии феноменологического критерия пластичности для монокристаллов на основе микромеханической модели // *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. Физико-математические науки*. 2014. № 2 (194). С. 15–29.
- [13] **Грищенко А.И., Колотников М.Е. [и др.]**. Конечно-элементный анализ термоциклической прочности лопаток газовых турбин. Сообщение 1 // *Вестник УГАТУ*, 2019. Т. 23, № 1 (83). С. 70–81.
- [14] **Трусов П.В., Янц А.Ю., Теплякова Л.А.** Прямая физическая упруговязкопластическая модель: приложение к исследованию деформирования монокристаллов // *Физическая мезомеханика*. 2018. Т. 21, № 2. С. 33–44.
- [15] **Getsov L.B., Semenov A.S., Staroselsky A.** A failure criterion for single crystal superalloys during thermocyclic loading // *Materials and Technology*. 2008. Vol. 42 (1). P. 3–12.
- [16] **Семенов А.С., Гецов Л.Б.** Критерии термоусталостного разрушения монокристаллических жаропрочных сплавов и методы определения их параметров // *Проблемы прочности*. 2014. № 1. С. 50–62.
- [17] **Getsov L.B., Semenov A.S., Ignatovich I.A.** Thermal fatigue analysis of turbine discs on the base of deformation criterion // *International Journal of Fatigue*. 2017. Vol. 97. P. 88–97.
- [18] **Гецов Л.Б.** О критерии разрушения при сложной программе нагружения // *Всесоюзный рабочий симпозиум по вопросам малоциклового усталости*. Каунас, 1971. С. 51–55.
- [19] **Семенов А.С.** PANTOCRATOR – конечно-элементный программный комплекс, ориентированный на решение нелинейных задач механики // *Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности констр. и методы их решения* : тр. V Междунар. конф. СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2003. С. 466–480.
- [20] **Семенов А.С., Семенов С.Г., Гецов Л.Б.** Методы расчетного определения скорости роста трещин усталости, ползучести и термоусталости в поли- и монокристаллических лопатках ГТУ // *Проблемы прочности*. 2015. № 2. С. 61–87.
- [21] **Semenov A., Melnikov B.** Interactive rheological modeling in elasto-visco-plastic finite element analysis // *Procedia Engineering*. 2016. Vol. 165. P. 1748–1756.
- [22] **Grishchenko A.I., Semenov A.S., Getsov L.B.** Modeling inelastic deformation of single crystal superalloys with account of γ/γ' phases evolution // *Materials Physics and Mechanics*. 2015. Vol. 24, no. 3. P. 325–330.
- [23] **Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л.** Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы для турбинных лопаток перспективных ГТД // *Авиационные материалы и технологии: юбил. науч.-техн. сб. Приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»*. М.: ВИАМ, 2017. С. 72–102.
- [24] **Rybnikov A.I., Getsov L.B.** New technique and results of thermal fatigue tests of superalloys and coatings // *Proceedings of the sixth International congress on thermal stresses*. Vienna, Austria, may. 2005. Vol. 1. P. 305–309.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

СЕМЕНОВ Артем Семенович – кандидат физико-математических наук заведующий кафедрой Сопротивления материалов Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого

E-mail: Semenov.Artem@googlemail.com

ГЕЦОВ Леонид Борисович – доктор технических наук ведущий научный сотрудник, ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова»

E-mail: guetsov@yahoo.com

Дата поступления статьи в редакцию: 05.10.2019

REFERENCES

- [1] **R.Ye. Shalin, I.L. Svetlov, Ye.B. Kachanov, V.N. Toloraiya, O.S. Gavrilin**, Monokristally nikelovykh zharoprochnykh splavov [Single crystals of heat-resistant nickel alloys]. M.: Mashinostroyeniye, 1997.
- [2] **L.F. Koffin**, O termicheskoy ustalosti staley [Thermal fatigue of steels], Zharoprochnyye splavy pri izmenyayushchikhsya temperaturakh i napryazheniyakh. Pod red. L.B. Getsova i M.G. Taubinoy. L.: Energoizdat, 1960.
- [3] **R.A. Dulnev, P.I. Kotov**, Termicheskaya ustalost metallov [Thermal fatigue of metals]. M: Mashinostroyeniye, 1980.
- [4] **L.B. Getsov**, Materialy i prochnost detaley gazovykh turbin [Materials and strength of gas turbine parts]. Rybinsk: Izd. dom Gazoturbinnyye tekhnologii, 2010.
- [5] **V.Ye. Mikhaylov, V.V. Krivosova, Yu.A. Nozhnitskiy, i dr.**, Raschetnoye opredeleniye resursa rabochikh i napravlyayushchikh lopatok GTU. Ch. 2. Monokristallicheskiye materialy [Computational definition of the resource of working and guide blades of gas turbines. Part 2. Monocrystalline materials], Gazoturbinnyye tekhnologii, 8 (2011) 18–25.
- [6] **A.S. Semenov, A.I. Grishchenko, M.Ye. Kolotnikov, L.B. Getsov**, Konechno-elementnyy analiz termotsiklicheskoy prochnosti lopatok gazovykh turbin. Soobshcheniye 2 [Finite-element analysis of thermal fatigue of gas turbine blades. Part 2. Results of computations], Vestnik UGATU, 23 (2-84) (2019) 61–74.
- [7] **V.A. Besschetnov, A.I. Grishchenko, S.G. Semenov i dr.**, Long-Term Strength Determination for Cooled Blades Made of Monocrystalline Superalloys, Thermal Engineering, 4 (64) (2017) 280–287.
- [8] **L.A. Magerramova, B.Ye. Vasilyev**, Vliyaniye azimutalnoy oriyentatsii v monokristallicheskiykh lopatkakh vysokotemperaturnykh gazovykh turbin na ikh napryazhenno-deformirovannoye sostoyaniye i prochnost [Influence of azimuthal orientation in single-crystal blades of high-temperature gas turbines on their stress-strain state and strength], Vestnik UGATU, 4 (44) (2011) 54–58.
- [9] **B. Vasilyev, A. Selivanov**, Numerical method of single-crystal turbine blade static strength estimation taking into account plasticity and creep effects, Materials Physics and Mechanics, 4 (42) (2019) 311–322.
- [10] **G. Cailletaud**, A micromechanical approach to inelastic behaviour of metals, International Journal of Plasticity, 8 (1991) 55–73.
- [11] **D. Nouailhas, A.D. Freed**, A viscoplastic theory for anisotropic materials, J. Eng. Mater. Technol, 1 (114) 97–104.
- [12] **A.S. Semenov**, Identifikatsiya parametrov anizotropii fenomenologicheskogo kriteriya plastichnosti dlya monokristallov na osnove mikromekhanicheskoy modeli [Identification of anisotropy parameters of phenomenological plasticity criterion for single crystals worked out on the micromechanical model basis], St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology, 2 (194) (2014) 15–29.
- [13] **A.I. Grishchenko, M.Ye. Kolotnikov i dr.**, Konechno-elementnyy analiz termotsiklicheskoy prochnosti lopatok gazovykh turbin. Soobshcheniye 1 [Finite-element analysis of thermal fatigue of gas turbine blades. Part 1. Material models, fracture criteria, parameter identification], Vestnik UGATU, 23 (1-83) (2019) 70–81.
- [14] **P.V. Trusov, A.Yu. Yants, L.A. Teplyakova**, Pryamaya fizicheskaya uprugovyazkoplasticheskaya model: prilozheniye k issledovaniyu deformirovaniya monokristallov, Fizicheskaya mezomekhanika, 2 (21) (2018) 33–44.
- [15] **L.B. Getsov, A.S. Semenov, A. Staroselsky**, A failure criterion for single crystal superalloys during thermocyclic loading, Materials and Technology, 1 (42) (2008) 3–12.
- [16] **A.S. Semenov, L.B. Getsov**, Thermal fatigue fracture criteria of single crystal heat-resistant alloys and methods for identification of their parameters, Strength of Materials, 1 (46) (2014) 38–48.
- [17] **L.B. Getsov, A.S. Semenov, I.A. Ignatovich**, Thermal fatigue analysis of turbine discs on the base of deformation criterion, International Journal of Fatigue, 97 (2017) 88–97.
- [18] **L.B. Getsov**, O kriterii razrusheniya pri slozhnoy programme nagruzheniya [On the fracture criterion with a complex loading program], Vsesoyuznyy rabochiy simpozium po voprosam malotsiklovoy ustalosti. Kaunas, (1971) 51–55.
- [19] **A.S. Semenov**, PANTOCRATOR – konechno-elementnyy programmnyy kompleks, oriyentirovanny na resheniye nelineynykh zadach mekhaniki [PANTOCRATOR – the finite element program

specialized on the non-linear problem solution], Nauchno-tekhnicheskiye problemy prognozirovaniya nadezhnosti i dolgovechnosti konstr. i metody ikh resheniya : tr. V Mezhdunar. konf. SPb.: Izd-vo SPbGPU, (2003) 466–480.

[20] **A.S. Semenov, S.G. Semenov, L.B. Getsov**, Methods of computational determination of growth rates of fatigue, creep, and thermal fatigue cracks in poly- and monocrystalline blades of gas turbine units, Strength of Materials, 2 (47) (2015) 268–290.

[21] **A. Semenov, B. Melnikov**, Interactive rheological modeling in elasto-visco-plastic finite element analysis, Procedia Engineering, 165 (2016) 1748–1756.

[22] **A.I. Grishchenko, A.S. Semenov, L.B. Getsov**, Modeling inelastic deformation of single crystal

superalloys with account of γ/γ' phases evolution, Materials Physics and Mechanics, 3 (24) (2015) 325–330.

[23] **N.V. Petrushin, O.G. Ospennikova, I.L. Svetlov**, Monokristallicheskiye zharoprochnyye nikelovyye splavy dlya turbinnykh lopatok perspektivnykh GTD [Monocrystalline heat-resistant nickel alloys for perspective turbine turbine blades], Aviatsionnyye materialy i tekhnologii. Yub. nauchn.-tekhn. sb. Prilozheniye k zhurnalu «Aviatsionnyye materialy i tekhnologii», Moscow: VIAM, (2017) 72–102.

[24] **A.I. Rybnikov, L.B. Getsov**, New technique and results of thermal fatigue tests of superalloys and coatings, Proc. of the sixth International congress on thermal stresses. Vienna, Austria, 1 (2005) 305–309.

THE AUTHORS

SEMENOV Artem S. – Peter the Great St. Petersburg polytechnic university

E-mail: Semenov.Artem@googlemail.com

GETSOV LEONID B. – JSC NPO CKTI

E-mail: guetsov@yahoo.com

Received: 05.10.2019